

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

Applicant: Kiyoshi TAKAGI et al.
Title: ALUMINUM-COATED STRUCTURAL MEMBER AND
PRODUCTION METHOD
Appl. No.: Unassigned
Filing Date: JUN 24 2003
Examiner: Unassigned
Art Unit: Unassigned

CLAIM FOR CONVENTION PRIORITY

Commissioner for Patents
PO Box 1450
Alexandria, Virginia 22313-1450

Sir:

The benefit of the filing date of the following prior foreign application filed in the following foreign country is hereby requested, and the right of priority provided in 35 U.S.C. § 119 is hereby claimed.

In support of this claim, filed herewith is a certified copy of said original foreign application:

- JAPAN Patent Application No. 2002-202770 filed 07/11/2002.

Respectfully submitted,

Date JUN 24 2003

By 

FOLEY & LARDNER
Customer Number: 22428



22428

PATENT TRADEMARK OFFICE

Telephone: (202) 672-5414
Facsimile: (202) 672-5399

Richard L. Schwaab
Attorney for Applicant
Registration No. 25,479

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日

Date of Application:

2002年 7月11日

出 願 番 号

Application Number:

特願2002-202770

[ST.10/C]:

[JP2002-202770]

出 願 人

Applicant(s):

日産自動車株式会社

2003年 4月15日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

太田信一郎



出証番号 出証特2003-3027524

【書類名】 特許願

【整理番号】 NM01-03018

【提出日】 平成14年 7月11日

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C23C 2/12
B32B 15/01

【発明者】

 【住所又は居所】 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産自動車株式会
社内

 【氏名】 高木 潔

【発明者】

 【住所又は居所】 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産自動車株式会
社内

 【氏名】 中西 栄三郎

【発明者】

 【住所又は居所】 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地 日産自動車株式会
社内

 【氏名】 吉田 智行

【特許出願人】

 【識別番号】 000003997

 【氏名又は名称】 日産自動車株式会社

 【代表者】 カルロス ゴーン

【代理人】

 【識別番号】 100102141

 【弁理士】

 【氏名又は名称】 的場 基憲

 【電話番号】 03-5840-7091

【手数料の表示】

 【予納台帳番号】 061067

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9810101

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 アルミニウムめっき構造部材及びその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 表面に $Al-Si-Fe$ 合金層を形成した鋼板からなり、該合金層の硬さが鋼板表面から合金層厚さの 50% 以上にわたって鋼板素地硬さ以下であると共に、合金層における酸化物重量が 500 mg/dm^2 以下であることを特徴とするアルミニウムめっき構造部材。

【請求項 2】 $Al-Si-Fe$ 合金層が組成もしくは化合物相が異なる 2 層以上の多層構造をなし、鋼板素地と接する層が最軟層であることを特徴とする請求項 1 に記載のアルミニウムめっき構造部材。

【請求項 3】 $Al-Si-Fe$ 合金層が組成もしくは化合物相が異なる 2 層以上の多層構造をなし、鋼板素地と接する層が 85～95% の Fe を含有すると共に、合金層の平均硬さより Hv 硬さで 20% 以上軟らかいことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載のアルミニウムめっき構造部材。

【請求項 4】 $Al-Si-Fe$ 合金層が組成もしくは化合物相が異なる 3 層以上の多層構造をなして 1 層以上の中間層を含み、その中間層の少なくとも 1 層が 25～40% の Al を含有すると共に、硬さが鋼板素地硬さ以下であることを特徴とする請求項 1～3 のいずれか 1 項に記載のアルミニウムめっき構造部材。

【請求項 5】 $Al-Si-Fe$ 合金層が組成もしくは化合物相が異なる 3 層以上の多層構造をなし、その最外層が鋼板素地よりも硬質であることを特徴とする請求項 1～4 のいずれか 1 項に記載のアルミニウムめっき構造部材。

【請求項 6】 $Al-Si-Fe$ 合金層の最表外層の Fe 濃度が 35～50% であることを特徴とする請求項 1～5 のいずれか 1 項に記載のアルミニウムめっき構造部材。

【請求項 7】 熔融アルミニウムめっき鋼板を $1\sim 10^\circ\text{C/sec}$ の速度で昇温し、 $900\sim 950^\circ\text{C}$ で 2～8 分保持した後、 $5\sim 15^\circ\text{C/sec}$ の速度で $700\sim 800^\circ\text{C}$ に冷却し、所定の形状に成形した後、 $700\sim 800^\circ\text{C}$ の温度から $20\sim 100^\circ\text{C/sec}$ の速度で 300°C 以下まで急冷することを特徴とす

るアルミニウムめっき構造部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【 0 0 0 1 】

【発明の属する技術分野】

本発明は、アルミニウムめっき鋼板に加熱処理および成形加工を施してなる構造部材に係わり、さらに詳しくは、表面に $Al - Si - Fe$ 系合金層を備え、成形性、溶接性、耐食性に優れ、例えば自動車用構造部材として好適に使用されるアルミニウムめっき構造部材と、このような構造部材の製造方法に関するものである。

【 0 0 0 2 】

【従来の技術】

溶融アルミニウムめっき鋼板は、酸化皮膜形成による耐食性の良さ、鉛などの重金属を含まないことによる環境への負荷の少なさ等により、例えば自動車用部材として、マフラー、燃料タンク、遮熱板などに使用されている（例えば、特開 2 0 0 0 - 2 0 4 4 5 3 号公報参照）。

【 0 0 0 3 】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、溶融アルミニウムめっき鋼板は、硬質な $Al - Fe$ 合金層を含み、しかも鋼板素地との界面に存在するため、成形に難点があり、しかも成形時にこの合金層にクラックが入るため、十分な耐食性を確保するために別途処理工程を要する場合があった。また、溶接時においては、アルミニウムめっき層の溶融度が低く、めっき表層におけるアルミニウム単層部の熱伝導度が十分でなく、溶接性に難点があった。これらのことから、溶融アルミニウムめっき鋼板は、その適用部位が限定されてしまうという課題があった。

【 0 0 0 4 】

本発明は、このような従来の溶融アルミニウムめっき鋼板における上記課題に着目してなされたものであって、耐食性と共に、成形性および溶接性に優れ、例えば自動車用構造部材にも適用することができるアルミニウムめっき構造部材と、アルミニウムめっき構造部材の製造方法を提供することを目的としている。

【 0 0 0 5 】

【課題を解決するための手段】

本発明に係わるアルミニウムめっき構造部材は、表面に $Al - Si - Fe$ 合金層を形成したアルミニウムめっき鋼板からなるものであって、その合金層の大半の部分の硬さが鋼板素地の硬さと同等もしくは素地よりも軟らかく、かつ合金層の酸化物重量が 500 mg/dm^2 以下である構成としたことを特徴としている。

【 0 0 0 6 】

また、本発明に係わるアルミニウムめっき構造部材の製造方法においては、溶融アルミニウムめっき鋼板を $1 \sim 10^\circ\text{C/sec}$ の昇温速度で $900 \sim 950^\circ\text{C}$ の温度範囲まで加熱し、当該温度に $2 \sim 8$ 分保持した後、 $5 \sim 15^\circ\text{C/sec}$ の速度で $700 \sim 800^\circ\text{C}$ の温度に冷却後、所定の形状に成形し、 $700 \sim 800^\circ\text{C}$ の温度から 300°C 以下の温度まで $20 \sim 100^\circ\text{C/sec}$ の速度で急冷するようにしており、アルミニウムめっき構造部材の製造方法におけるこのような構成を前述した従来の課題を解決するための手段としている。

【 0 0 0 7 】

【発明の実施の形態】

溶融アルミニウムめっき鋼板は、溶融アルミニウム浴中にストリップを連続的に浸漬することによって製造されるが、めっき金属成分として純 Al を用いたもの（耐候用）と、 Al の他に Si が添加された $Al - Si$ 合金を用いたもの（耐熱用）の2種類に大別され、本発明においては、例えば $3 \sim 11\%$ 程度の Si が添加された耐熱用めっき鋼板が使用される。

【 0 0 0 8 】

めっき層に Si が添加されているのは、 Al めっき時に Al めっき層と鋼板素地との界面に生成する硬質な $Al - Fe$ 合金層の成長を抑制し、加工時の Al めっき層の密着性、耐食性を向上させるためである。このような溶融アルミニウムめっき鋼板においては、 Al めっき層と鋼板素地との界面に $Al - Si - Fe$ 合金層が生成する。

【 0 0 0 9 】

この溶融アルミニウムめっき鋼板を特定の条件下で加熱処理すると、上記 Al-Si-Fe 合金層が成長し、表面まですべて Al-Si-Fe 合金層に変えることができる。図 1 (a) に、このような加熱処理によって表面まで Al-Si-Fe 合金層が成長したアルミニウムめっき鋼板の断面組織の例を示す。

【 0 0 1 0 】

加熱処理によって、Al-Si-Fe 合金層が成長する過程においては、Alめっき層と鋼板素地の相互拡散によって、Al-Fe-Si 三元系金属間化合物である α -FeAlSi 相、 β -FeAlSi 相、 γ -FeAlSi 相など、種々の化合物相が生成する。加熱処理後に生成する Al-Si-Fe 合金層は、これらの金属間化合物からなる層構造を有し、成形性、耐食性、溶接性に優れたものとなる。

【 0 0 1 1 】

すなわち、Al-Si-Fe 合金層の硬さが鋼板素地の硬さを超えると、鋼板成形時に成形性に悪影響を及ぼすと共に、めっきの追従性が悪くなって、めっき部に亀裂が生じ、耐食性に悪影響を及ぼす。そこで、合金層の鋼板素地と接する側あるいは鋼板素地と接する層の硬度を鋼板素地以下とし、万一亀裂が発生したとしても表面側のみに留まるようにした。そして、この低硬度部分あるいは軟層部の厚さを全合金層厚さの 50% 以上とすることによって、合金層に表層亀裂が発生した際においても、亀裂の進展を抑え、十分な耐食性が確保されることになる。

【 0 0 1 2 】

また、めっき合金層に酸化物の形で含有される酸素が多くなると、電着塗装時にピンホールを発生させ、めっきと塗膜間の密着性の低下を招くので、このような酸化物量を実害のない 500 mg/dm^2 以下とする。なお、本発明において「酸化物重量」とは、後述するように試料を 950°C に加熱した時の加熱前後の質量差をもって定義される。

【 0 0 1 3 】

ここで、層構造が生成する理由は必ずしも明らかではないが、現時点では以下のように推定される。

- 1) 加熱保持によってF e の拡散が始まり、めっき相にF e , S i の濃度勾配が生じる。
- 2) その際、めっき合金相は、各位置での組成に応じて安定した化合物相に変態（移行）しようとする結果、組成の近似する深さ範囲毎に異なる化合物層を生成する。
- 3) 従って、加熱温度や保持時間を制御することにより、F e の拡散量も変化すると共に、安定した化合物相への変態（移行）程度も変化する。

【 0 0 1 4 】

鋼板素地と接するA l - S i - F e 合金層は、鋼板素地からのF e の拡散により軟質化し、鋼板素地との密着性が高まる結果、成形性が向上する。具体的には、F e 含有量を8 5 ～9 5 %の範囲とすることが好ましく、当該F e 含有量のとときに、鋼板素地と接する層の硬さが目標硬さである平均めっき層硬さの8 0 %（3 0 0 ～4 0 0 H v）以下となる。F e 含有量が8 5 %未満では、F e の拡散による上述の作用が不十分となる場合があり、逆に9 5 %を超えると、F e の拡散が過度に生じる結果、主に多層構造の最外層において耐食性に必要なA l 含有量を得ることが困難となる場合がある。

なお、本発明において、「%」とは、特記しない限りすべて「質量%」を意味するものとする。

【 0 0 1 5 】

A l - S i - F e 合金層は、加熱処理、及び鋼板素地からのF e の拡散により軟質化するが、過度の拡散が生じると耐食性に必要なA l 含有量を確保することができなくなる。耐食性の観点から最低限必要なA l 量を含出し、鋼板素地より軟らかい層を生成させるためには、3 層以上の多層構造のうち少なくとも1 層におけるA l 含有量を2 5 ～4 0 %の範囲とすることが望ましい。A l 含有量が2 5 %未満では、耐食性が不十分となる場合があり、4 0 %を超えると、鋼板素地より軟らかい層の生成が困難となり、鋼板素地との密着性が損なわれる場合がある。

【 0 0 1 6 】

溶接性については、アルミニウムめっき層を鋼板素地から拡散するF e と合金

化することによって改善効果が認められる。合金化した A l - S i - F e 合金めっき層は、溶融アルミニウムめっきの A l めっき層にくらべ、融点が高く、低電流条件から溶接が可能となる。また、スポット溶接時における溶接電極へのめっき付着が防止できることから、連続打点性にも改善効果が認められる。

【 0 0 1 7 】

A l - S i - F e 合金層は、全面を合金化すると共に、例えば合金組成の異なる 5 層構造にすることにより、熱的に安定するので望ましい。また、スポット溶接時には、ハイテン材など大きな加圧力下においても溶接ガンとの良好な接触を保つようにするためには、最外層を硬質層とすることが望ましい。

【 0 0 1 8 】

鋼板素地から拡散する F e とアルミニウムめっき層の合金化が進み、F e 含有量が増加するに伴い、めっき層の熱伝導度が低下し、低電流での溶接が可能となる。A l - S i - F e 合金層を多層構造としたり、F e 含有量に濃度勾配を持たせたりして、最表面部の F e 濃度を 3 5 ~ 5 0 % とすることによって、溶接性と耐食性を両立させることができる。最表面部の F e 濃度が 3 5 % 未満では、上述の溶接性向上作用が十分に得られにくく、5 0 % を超えると、A l 含有量が相対的に減り、耐食性確保が困難となる。

【 0 0 1 9 】

表面に A l - S i - F e 合金層を形成し、上記のようなアルミニウムめっき構造部材を得るには、まず、めっき層に S i を含有する耐熱用溶融アルミニウムめっき鋼板を 1 ~ 1 0 ° C / s e c の速度で 9 0 0 ~ 9 5 0 ° C の温度範囲に昇温し、この温度に 2 ~ 8 分保持する。このとき、1 0 ° C / s e c を超える昇温速度で 9 0 0 ° C を超える温度に加熱すると、アルミニウムめっきの局部溶解が発生し、1 ° C / s e c に満たない昇温速度で加熱するとめっき層の酸化が進むことから好ましくない。また、加熱保持温度が 9 0 0 ° C 未満では、鋼板素地のオーステナイト化が進まず、構造部材として必要な強度が得難くなり、9 5 0 ° C を超えると、めっき層の酸化が進むと共に、F e がめっき層の表面にまで拡散しすぎることになる。さらに、保持時間が 2 分に満たない場合には A l - S i - F e 合金層の生成が不十分となり、逆に 8 分を超えるとめっき層の酸化が進み、電着塗装皮膜の塗

装密着性に悪影響が生じる。

【 0 0 2 0 】

上記温度範囲に保持された後、鋼板は加熱炉から成形プレスに搬送されることになるが、その間、冷却が開始され、成形及びその後の急冷を所定の温度で実施するためには、加熱保持後の冷却速度を $5 \sim 15^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ とすることが必要となる。すなわち、このときの冷却速度が $5^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ 未満の場合には、めっき層の酸化が顕著となり、 $15^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ を超える速度で冷却するためには強制冷却する必要が生じることによる。

【 0 0 2 1 】

所定形状への成形は $700 \sim 800^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で開始し、成形を終えた後、当該温度範囲から $20 \sim 100^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ の速度で 300°C 以下の温度まで急冷する。これによって、加熱保持時に生成した $\text{Al}-\text{Si}-\text{Fe}$ 合金層構造を維持したままで、素材鋼板が冷却され、所望形状のアルミニウムめっき構造部材が得られることになる。また、当該熱処理条件は鋼板素地事態の焼入れが可能な条件でもあり、部材の高強度化に有効である。このとき、 800°C を超えた温度で成形を開始しようとする場合には、再加熱が必要となると共に、めっきの酸化が進み易くなって好ましくなく、 700°C 未満で成形を始めた場合には、焼入れ温度が低いものとなってマルテンサイト変態が十分に行われなくなる。また、成形後の冷却速度が $20^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ に満たない場合には、マルテンサイト変態が十分ではなくなると共に、 Fe の拡散が進み過ぎ、逆に冷却速度が $100^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ を超えた場合には、生産設備における型冷却装置の大幅な性能向上が必須となるため、設備コストがかさんでしまう。なお、焼入れ時に、 300°C 以下の温度にまで急冷するのは、フェライト相が残らないように、マルテンサイト変態を十分に行わせるためである。

【 0 0 2 2 】

【実施例】

以下、本発明を実施例に基づいて具体的に説明する。

【 0 0 2 3 】

(試験 1)

以下に示すような条件でアルミニウムめっき構造部材を製造し、成形性、耐食性、溶接性を調査した。

【 0 0 2 4 】

〔供試溶融アルミニウムめっき鋼板〕

めっき原板組成：0.22% C, 0.22% Si, 1.0% Mn, 0.015% P, 0.007% S

板厚：1.4 mm

アルミニウムめっき中の Si 濃度：5%

アルミニウムめっき層の厚さ：10～20 μm

〔試験方法〕

上記溶融アルミニウムめっき鋼板から、幅160mm、長さ160mmの平板材を切出し、下記の条件で加熱し、図1に示す形状に成形した後、めっき合金層の成分、硬さ、成形性、耐食性、溶接性を調査した。

〈加熱処理条件〉

昇温速度：8℃/sec.

加熱温度：900～950℃

保持時間：2～10分

一次冷却速度：7℃/sec.

成形開始温度：720℃

急冷開始温度：720℃

2次冷却（焼入れ）速度：30℃/sec.

冷却終了温度：100℃

【 0 0 2 5 】

〔試験結果〕

以上の試験結果を表1に示す。なお、表1において、めっき層における最軟層は、すべて鋼板素地に接する層に一致していた。

〈成形性〉

成形後の Al-Si-Fe 合金層における亀裂発生状況を調査し、鋼板素地にまでに至る亀裂のないものの成形性を可と評価して○印で示し、このような亀裂

が発生しているものを不可として×印で示した。

この結果、めっき層の平均硬さが鋼板素地の硬さを超え、合金層厚さの50%を超える部分が鋼板素地よりも硬くなっているNo. 2の構造部材において、めっき層を貫通する亀裂が発生した以外は、良好な成形性を有していることが判明した。

なお、これら試験結果の代表例として、図2（a）に亀裂の発生のない実施例No. 1に係わる構造部材におけるめっき層、図2（b）に亀裂が発生した上記No. 2の構造部材におけるめっき層のミクロ組織をそれぞれ示す。

【0026】

〈耐食性〉

得られた構造部材に対し、JIS Z 2371に規定される塩水噴霧試験を行うことによって、各構造部材の耐食性を評価した。その結果、加熱保持時間が長く、Feの拡散が過剰となって最外層のAl含有量が低くなったNo. 3の構造部材の耐食性が劣ることが確認された。

【0027】

〈溶接性〉

得られた構造部材に、下記条件のもとで、連続してスポット溶接を行った。一般に、連続打点数が増加するにつれ、ナゲット径が減少して溶接強度が低下する傾向が認められる。そこで、本評価では、打点がJIS Z 3140 A級判定基準未達となるまで、下記溶接条件にてスポット溶接を実施し、その連続打点数により溶接性を評価した。No. 3の構造部材は、打点数約500で判定基準未達となったため、付加として×印で示したが、No. 3以外の構造部材は、3000点まで判定基準を満足する打点を確保できたため、その時点でスポット溶接を打ち切り、可として○印で示した。この結果、加熱保持時間が長く、Feの拡散によってめっき層の軟質化が進んだNo. 3の構造部材の溶接性が劣ることが判明した。

なお、No. 3に係わる構造部材については、上記のように耐食性および溶接性に劣るものの、良好な成形性を示しており、適用部位によっては支障なく使用することができる。

[溶接条件]

母材：アルミニウムめっき鋼板（厚さ 1. 2 m m）及び

引張強度 4 4 0 M P a 級 G A 材（厚さ 2. 0 m m）

加圧力：5. 9 8 k N

スクイズ：5 0 H z

アップスロープ：3 H z

通電：9 k A × 1 8 H z

【 0 0 2 8 】

【表 1】

No.	製 造 条 件		め っ き 層 構 造 お よ び 組 成 (%)								鋼素地 硬 さ (Hv)	め っ き 層 硬 さ (Hv)			酸化物 量 量 (mg/dm ²)	成 形 性	耐 食 性	溶 接 性
	加熱温度 (°C)	保持時間 (分)	成分 硬さ	鋼素地側	中間層 1	中間層 2	中間層 3	最外層	最軟層	平 均		素地以下の 硬さ範囲 (%)						
1	920	3	Al	7.7	31.0	48.4	31.6	54.8	450	310	415	51	300	○	○	○	○	
			Si	2.0	3.9	1.2	5.7	0.8										
			Fe	89.6	65.9	50.1	62.0	44.5										
			硬さ	310	360	750	700	800										
2	900	2	Al	27.2	48.4	31.6	—	54.9	415	380	455	22	275	×	○	○	○	
			Si	4.1	1.2	5.7		0.8										
			Fe	67.2	50.1	61.9		44.1										
			硬さ	380	760	720		—										810
3	930	10	Al	9.4	—	—	—	11.6	400	305	385	78	550	○	×	×	×	
			Si	1.3				1.8										
			Fe	88.4				85.7										
			硬さ	305				—										—
4	950	5	Al	6.0	27.8	51.9	30.4	47.4	440	280	400	59	385	○	○	○	○	
			Si	1.5	4.3	0.6	5.3	2.2										
			Fe	90.7	66.7	46.8	63.1	49.8										
			硬さ	280	340	720	690	800										
5	900	4	Al	3.2	54.5	33.4	—	54.5	440	300	410	56	335	○	○	○	○	
			Si	0.4	2.5	15.3		6.8										
			Fe	94.3	42.7	51.4		38.4										
			硬さ	300	740	700		—										810

【 0 0 2 9 】

(試験 2)

上記実施例 N o. 1 と同様の加熱処理を施した溶融アルミニウムめっき鋼板と、加熱処理を行わない溶融アルミニウムめっき鋼板をそのまま比較材として用いて、下記条件のもとに、スポット溶接の連続打点性を比較評価した。その結果、図 3 に示すように、溶融アルミニウムめっき鋼板をそのまま用いた場合には、約 5 0 0 点であったが、本発明部材の場合には、3 0 0 0 点を超えるものとなった。

〈試験条件〉

母材：アルミニウムめっき鋼板（1. 2 t）及び

引張強度 4 4 0 M P a 級 G A 材（2. 0 t）

加圧力：6 1 0 k g f

スクイズ：5 0 c y c

アップスロープ：3 c y c

通電：9 k A × 1 8 c y c

ホールド：2 1 c y c

【 0 0 3 0 】

(試験 3)

実験 1 で用いた溶融アルミニウムめっき鋼板を加熱し、種々の時間 9 5 0 ℃ に保持して A l - S i - F e 合金層を形成し、当該めっき層に電着塗装を施し、合金層における酸化物重量と塗装性の関係について調査した。この結果を表 2 に示す。なお、酸化物重量については、加熱前後の質量を化学天秤にて測定し、その質量差をもって酸化物重量と定義した。

【 0 0 3 1 】

【表 2】

加熱温度 (°C)	保持時間 (分)	酸化物重量 (mg/dm ²)	密 着 性	
			ピンホール	基盤目試験
950	3	290	無し	○
	5	385	無し	○
	10	540	発生	×
	15	690	発生	×
	20	760	発生	×
	25	790	発生	×
	30	805	発生	×

【0032】

表 2 から明らかなように、酸化物重量が 500 mg/dm^2 を超えると、電着塗装においてピンホールの発生が顕著に認められ、ピンホールが発生するものは、塗膜の密着性が不十分であり、塗装後においても十分な耐食性を得ることができない。

【0033】

【発明の効果】

以上説明してきたように、本発明に係わるアルミニウムめっき構造部材におい

ては、表面に A l - S i - F e 合金層が形成されているので、鋼板素地と合金層の間に硬質層が形成されることがなく、該合金層の硬さが鋼板側の大半において鋼板素地の硬さ以下であると共に、合金層の酸化物重量が少ないことから、成形性および塗装性に優れ、合金層表面側における A l および F e 含有量のバランスによって耐食性と溶接性を両立させることができるという極めて優れた効果がもたらされる。

【 0 0 3 4 】

また、本発明に係わるアルミニウムめっき構造部材の製造方法においては、めっき層中に S i を含有する溶融アルミニウムめっき鋼板に所定の加熱処理を施し、所望形状に成形した状態で急冷処理するようにしているので、耐食性、塗装製、溶接性に優れたアルミニウムめっき構造部材を優れた成形性のもとに製造することができるという極めて優れた効果を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

実施例の試験 1 において成形性の評価に用いた試験片の形状及び寸法を示す斜視図である。

【図 2】

(a) 上記試験 1 における実施例 N o. 1 に係わる構造部材のめっき層を示すミクロ組織写真である。

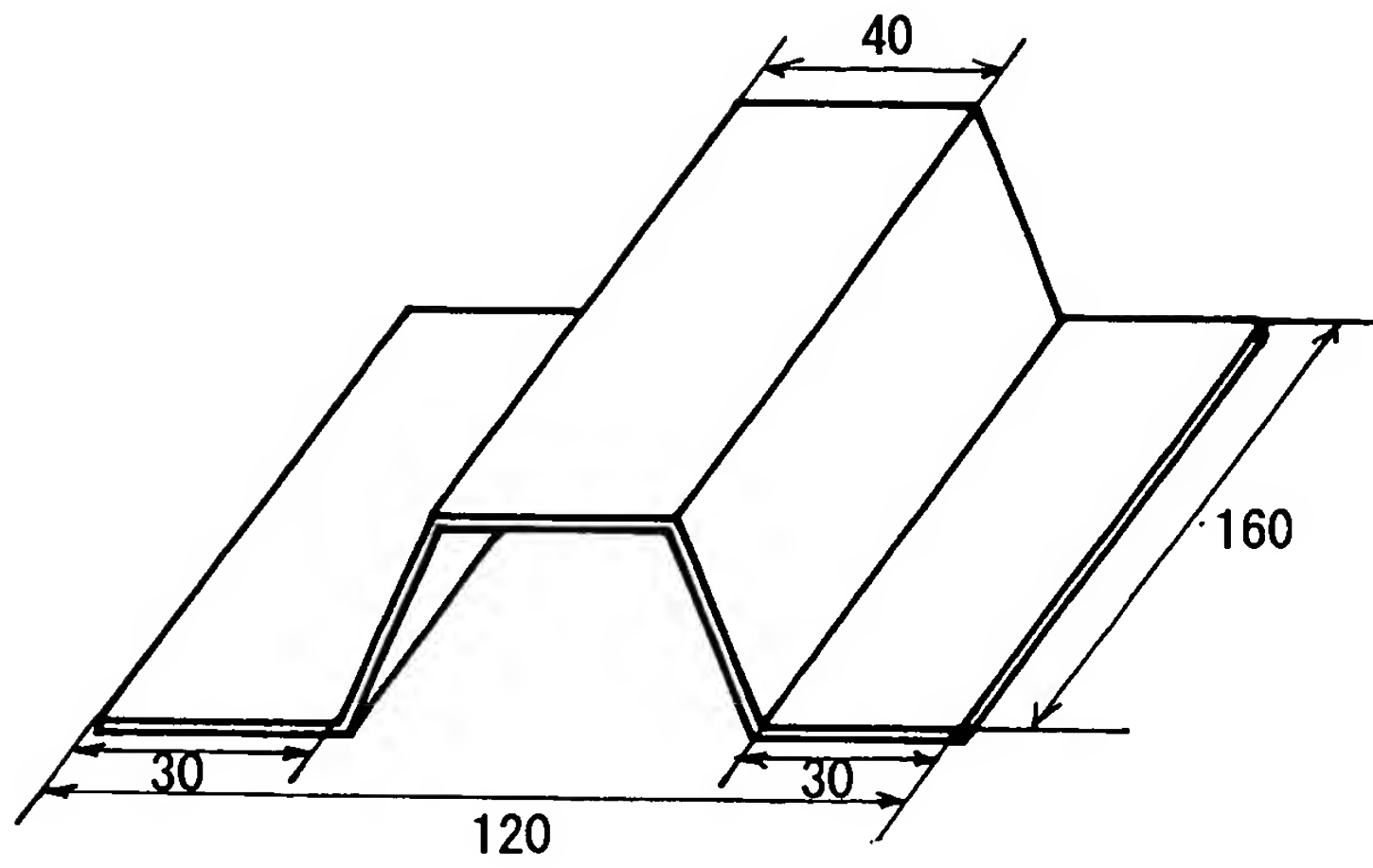
(b) 上記試験 1 における N o. 2 に係わる構造部材のめっき層を示すミクロ組織写真である。

【図 3】

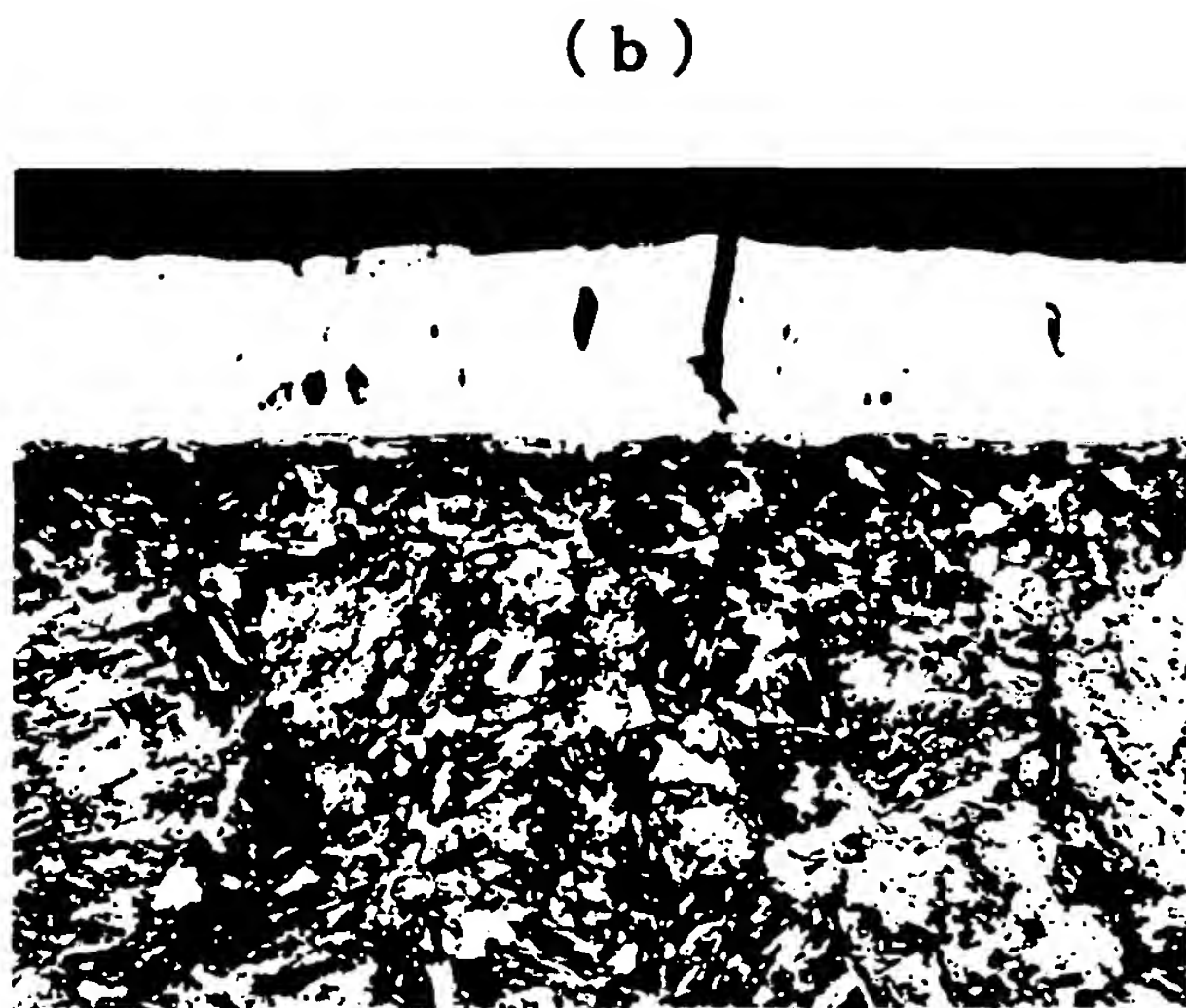
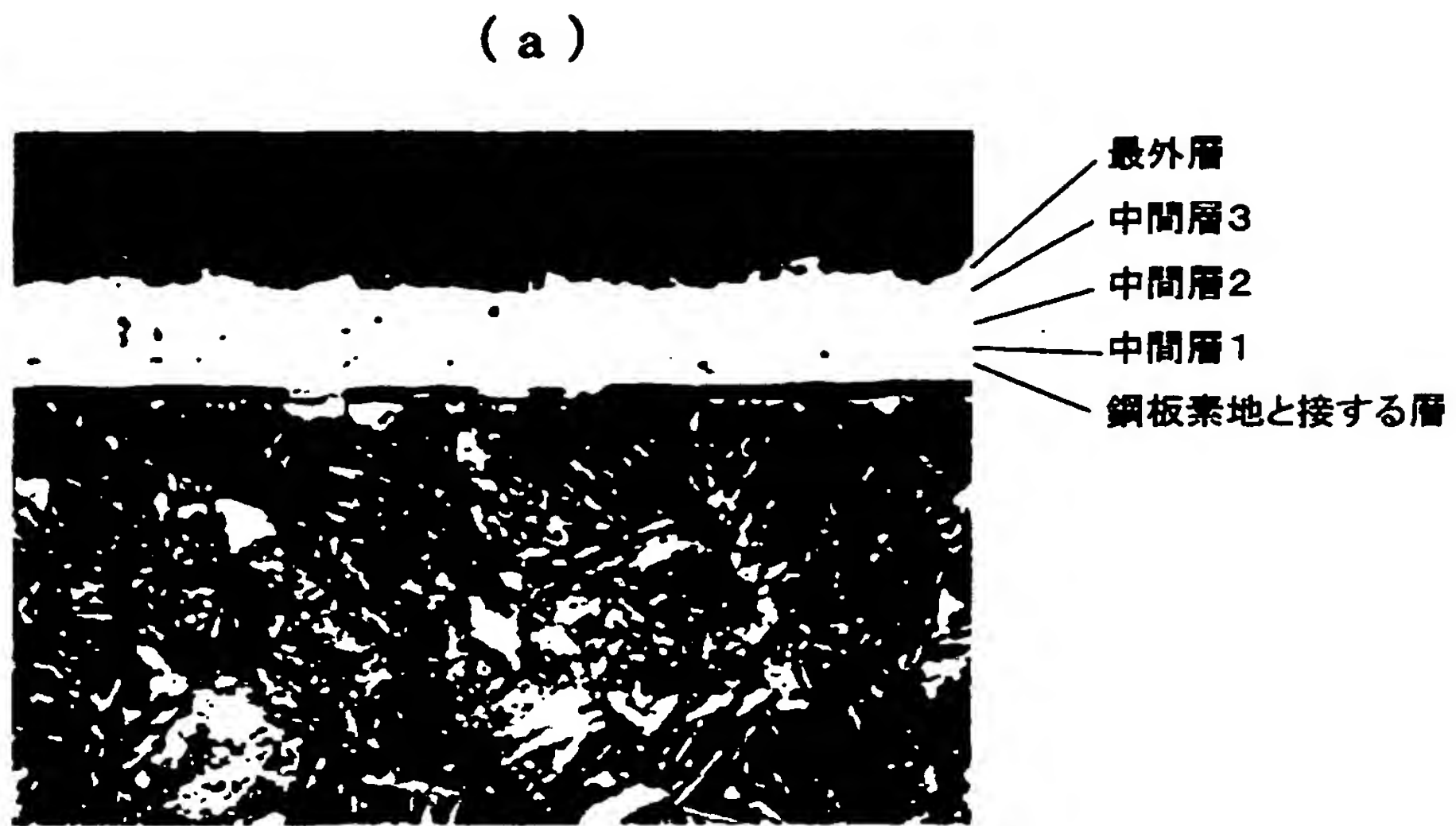
本発明に係わる構造部材のスポット溶接における連続打点性を通常の溶融アルミニウムめっき鋼板と比較して示すグラフである。

【書類名】 図面

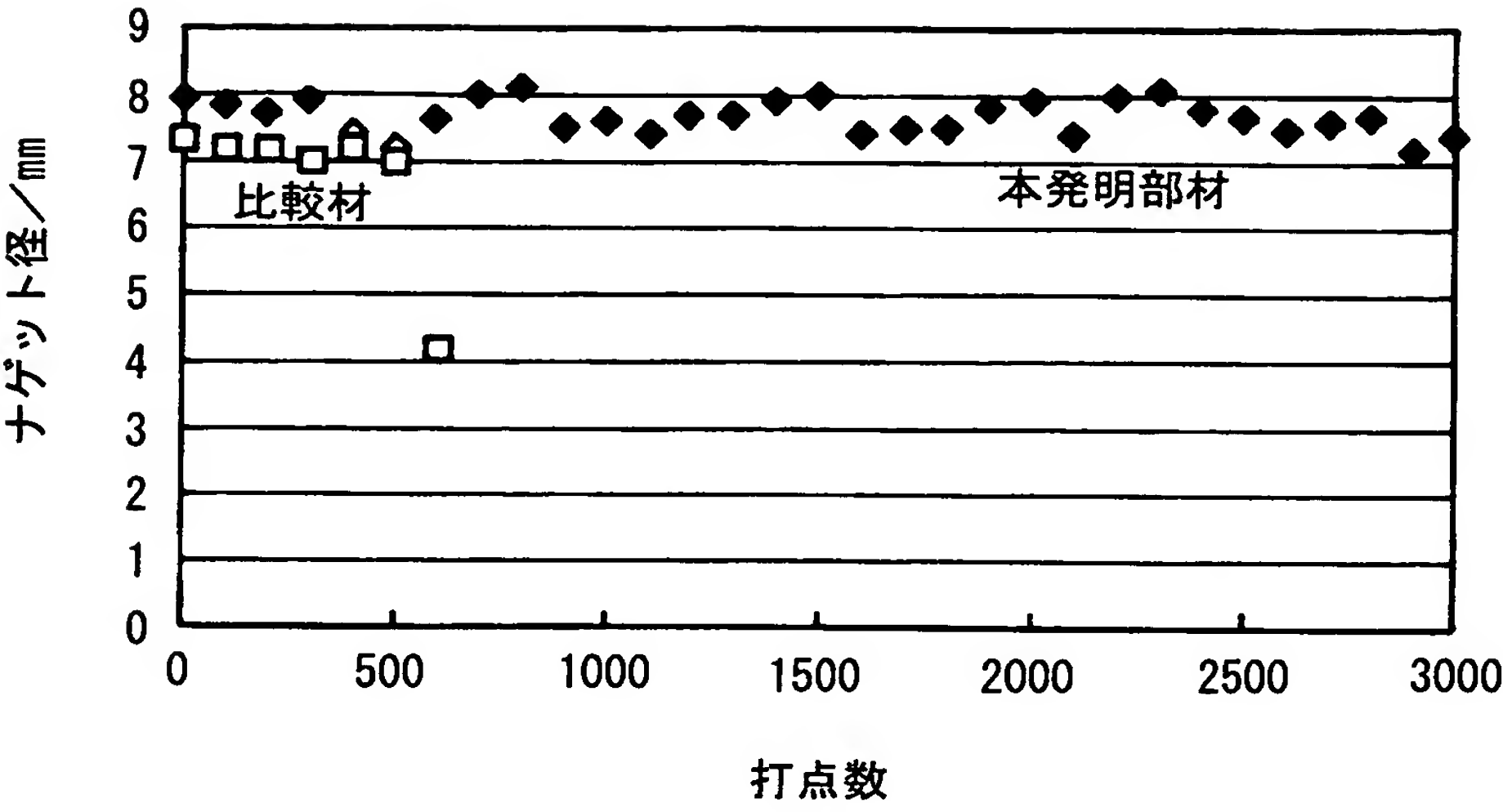
【図 1】



【図2】



【図 3】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 耐食性と共に、成形性および溶接性に優れ、例えば自動車用構造部材にも適用することができるアルミニウムめっき構造部材と、アルミニウムめっき構造部材の製造方法を提供する。

【解決手段】 めっき層中に S i を含有する溶融アルミニウムめっき鋼板を加熱処理し、所望形状に成形した後、急冷処理することによって、表面に A l - S i - F e 合金層を備え、合金層の硬さが鋼板側の大半において鋼板素地の硬さ以下であると共に、合金層の酸化物重量が 500 mg/dm^2 以下のアルミニウムめっき構造部材とする。

【選択図】 図 2

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [0 0 0 0 0 3 9 9 7]

1. 変更年月日 1 9 9 0 年 8 月 3 1 日

[変更理由] 新規登録

住 所 神奈川県横浜市神奈川区宝町 2 番地

氏 名 日産自動車株式会社